

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-319750

(43)Date of publication of application : 21.11.2000

---

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C22C 38/14  
C22C 38/58

---

---

(21)Application number : 11-128100 (71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP  
(22)Date of filing : 10.05.1999 (72)Inventor : OMORI AKIO  
KAWABATA FUMIMARU  
AMANO KENICHI

---

(54) HIGH TENSILE STRENGTH STEEL FOR LARGE HEAT INPUT WELDING EXCELLENT IN TOUGHNESS OF HEAT-AFFECTED ZONE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To prevent deterioration in the toughness of a weld zone at the time of large heat input welding by allowing it to have a specified elemental compsn. and dispersing oxide inclusions having a specified compsn. therein.

SOLUTION: This steel has a compsn. contg., by weight, 0.05 to 0.18% C,  $\leq 0.6\%$  Si, 0.08 to 1.80% Mn,  $\leq 0.005\%$  Al,  $\leq 0.030\%$  P,  $\leq 0.004\%$  S,  $\leq 0.005\%$  Nb, 0.04 to 0.15% V, 0.0050 to 0.0150% N and 0.010 to 0.050% Ti, in which the ratio of Ti/Al is also controlled to  $\geq 5.0$ , moreover contg. one or two kinds of 0.0010 to 0.0100% Ca and 0.0010 to 0.0100% rare earth metals, and the balance Fe with inevitable impurities. Then, oxide inclusions having an inclusion compsn. composed of, by weight, 20 to 95% Ti oxides,  $\leq 70\%$  Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, one or two kinds of Ca oxides and rare earth metal oxides by 5 to 50% in total and  $\leq 15\%$  MnO are dispersed therein.

---

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-319750

(P2000-319750A)

(43) 公開日 平成12年11月21日 (2000. 11. 21)

(51) Int.Cl.<sup>7</sup>

C 2 2 C 38/00

識別記号

3 0 1

F I

C 2 2 C 38/00

テマコード (参考)

3 0 1 A

3 0 1 B

38/14

38/58

38/14

38/58

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号

特願平11-128100

(22) 出願日

平成11年5月10日 (1999. 5. 10)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 大森 章夫

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72) 発明者 川端 文丸

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(74) 代理人 100099531

弁理士 小林 英一

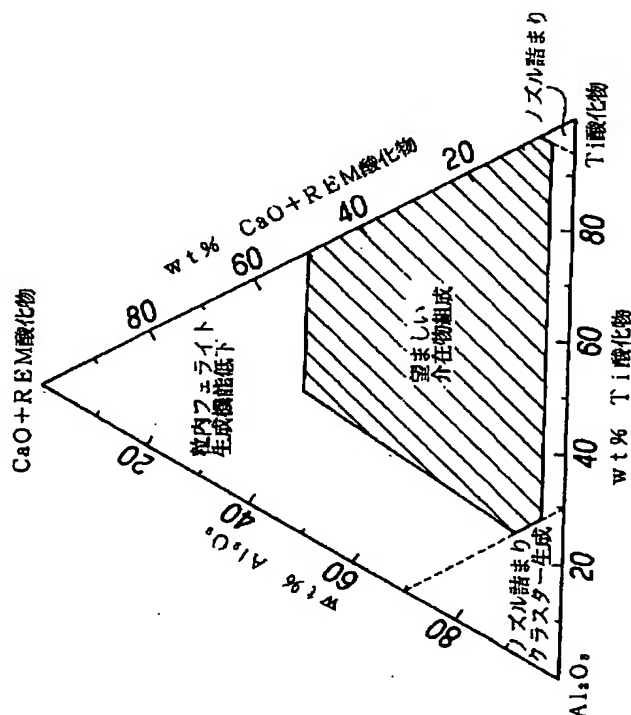
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接熱影響部靱性に優れた大入熱溶接用高張力鋼材

(57) 【要約】

【課題】 超大入熱溶接部靱性に優れた引張強さ490MPa以上を有する高張力鋼材を提供する。

【解決手段】 C、Si、Mn、P、Sを適正範囲とし、さらにAl:0.005 wt%以下、Nb:0.005 wt%以下に制限したうえ、V:0.04~0.15wt%、N:0.0050~0.00150 wt%、Ti:0.010~0.050 wt%を含み、かつTi含有量とAl含有量の比、Ti/Alが5.0以上を満足し、さらにCa:0.0010~0.0100wt%、REM:0.0010~0.0100wt%のうちの1種または2種を含有し、介在物として、Ti酸化物:20~95wt%、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:70wt%以下、Ca酸化物、REM酸化物のうちの1種または2種の合計:5~50wt%、MnO:15wt%以下からなる介在物組成を有する酸化物系介在物を分散させる。



## 【特許請求の範囲】

C : 0.05~0.18%、  
Mn : 0.80~1.80%、  
P : 0.030 %以下、  
Nb : 0.005 %以下、  
N : 0.0050~0.00150 %、

を含み、かつTi含有量とAl含有量の比、Ti/Alが5.0以上を満足し、さらにCa : 0.0010~0.0100%、REM : 0.0010~0.0100%のうちの1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、酸化物系介在物として、重量%で、Ti酸化物 : 20~95%、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> : 70%以下、Ca酸化物、REM 酸化物のうちの1種または2種の合計 : 5~50%、MnO : 15%以下からなる介在物組成を有する酸化物系介在物を分散させたことを特徴とする引張強さ490MPa以上を有し、溶接熱影響部の韌性に優れた大入熱溶接用高張力鋼材。

【請求項2】 前記組成に加えて、さらに重量%で、Cu : 0.05~1.0 %、Ni : 0.05~0.50%、Cr : 0.05~0.50%、Mo : 0.02~0.20%のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の大入熱溶接用高張力鋼材。

【請求項3】 前記組成に加えて、さらに重量%で、B : 0.0005~0.0030%を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の大入熱溶接用高張力鋼材。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、土木、建築、橋梁、海洋構造物、パイプ、造船、貯槽、建築機械等の用途に好適な高張力鋼に係り、とくに引張強さ490MPa以上を有し、溶接熱影響部韌性に優れた大入熱溶接用高張力鋼に関する。

## 【0002】

【従来の技術】近年、構造物の大型化に伴い、高強度で厚肉の鋼材が多用されるようになってきている。さらに、建設コスト削減の観点から、溶接効率の良い大入熱溶接が採用されるようになってきた。しかし、溶接入熱量が増加すると、溶接部の脆化等が懸念される。そのため、大入熱溶接部の韌性を改善した、大入熱溶接に適した鋼材が要望され、種々の提案がなされている。

【0003】例えば、特開昭58-31065号公報には、TiN等の窒化物を利用してオーステナイト粒の粗大化を抑制することによって溶接熱影響部(HAZ)の韌性を向上させる技術が提案されている。しかし、溶接ボンド部のような高温に加熱される部位では、TiN等の窒化物は溶解して結晶粒粗大化の抑制能力を失う。このため、TiN等の窒化物を利用した方法では、溶接ボンド部韌性の向上は少なく、とくに入熱800kJ/cmを超えるような超大入熱溶接HAZ部韌性を向上させることは困難となっていた。

【0004】また、特開昭60-245768号公報には、Ti酸

\* \* 【請求項1】 重量%で、

Si : 0.6 %以下、  
Al : 0.005 %以下、  
S : 0.004 %以下、  
V : 0.04~0.15%、  
Ti : 0.010 ~0.050 %

化物あるいはTi酸化物とTi窒化物の複合体を利用して粒内フェライトの析出を促進させ、HAZ部韌性を高める方法が提案されている。この方法によれば、高温でも融解しない酸化物のピンニング効果により結晶粒粗大化を抑制できる。しかしながら、Ti酸化物を鋼中に均一に分散させるためには高度の製鋼技術を必要とするため、大量の鋼材を安定して製造するには非常な困難を伴う。また、Ti酸化物の融点は約1700℃以上と高く、ノズル壁に付着してノズル閉塞を起こしやすいなどの問題があった。

【0005】また、特開平5-186848号公報には、C、V、N量の調整とTi添加を組み合わせることにより、Ti-N-MnS-VNの複合析出物を鋼中に分散させ、VNの粒内フェライト核生成能を利用して韌性に優れたHAZ部を形成する方法が提案されている。しかしながら、超大入熱溶接においては、TiNのオーステナイト粒粗大化抑制効果は失われるため、この方法では超大入熱溶接HAZ部韌性の向上が得られないうえ、VNの析出を促進させるためのMnS量の増加は、鋼の清浄度を低下させ、母材韌性を劣化させるなどの問題があった。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】この発明は、上記した従来技術の問題を解決し、入熱800kJ/cmを超えるような超大入熱溶接を行っても溶接部の韌性が低下しない、大入熱溶接部韌性に優れた高張力鋼材を提供することを目的とする。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、溶接部のオーステナイト粒を微細化し、粒内フェライトの析出を促進するために、酸化物系介在物を微細でかつ均一に分散させる方法について鋭意検討した。その結果、ノズル詰まりもなく、オーステナイト粒の微細化と、粒内フェライトの析出促進に有効な酸化物系介在物を微細で均一に分散させるには、酸化物系介在物をTi酸化物を主体とし、酸化物系介在物の組成を最適範囲とする必要があることを見いだした。

【0008】まず、本発明者らが、酸化物系介在物の最適組成範囲について行った検討結果について説明する。まず、微細かつ均一な酸化物系介在物の分散を達成するためには、

①脱酸生成介在物と溶鋼の濡れ性を良好とする必要があり、そのためには、介在物中のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度を70wt%以下に低減すること、また、粒内フェライトの析出を促進するためには、

②酸化物系介在物中のTi酸化物濃度を少なくとも20wt%以上にすること、

③酸化物系介在物中のMnO 濃度は15wt%以下にすること、

④酸化物系介在物中のCaO あるいはREM 酸化物濃度は50wt%以下にすること、が必要である。また、ノズル詰まりを防止するためには、

⑤脱酸生成物の融点を低下させる必要があり、そのためには、Ca処理あるいはREM 処理によって介在物中のCaO あるいはREM 酸化物濃度を少なくとも5wt%以上とする 10 こと、

⑥Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 濃度を70wt%以下、Ti酸化物濃度を95wt%以下とすること、が重要となるという知見を得た。

【0009】これらの知見から、本発明者らは、最適な酸化物系介在物の最適組成範囲として、図1に示すように、Ti酸化物：20～95wt%、CaO、REM 酸化物のいずれかを1種または2種の合計：5～50wt%、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>：70wt%以下であるとした。なお、MnO は15wt%以下である。酸化物系介在物の組成が図1の範囲となるように制御することにより、ノズル詰まりや有害な介在物クラスターの生成を引き起こすことなく、介在物の粒内フェライト生成能を有効に利用することができる。

【0010】また、本発明者らは、Ti酸化物はそれ自身がフェライト核生成サイトとして機能するだけでなく、粒内フェライト生成能を有するMnS、VNの析出サイトとして機能することを見いだした。そして、粒内フェライトの析出をさらに促進するためには、酸化物系介在物の微細かつ均一分散に加え、鋼の成分としてVおよびNを添加することにより、Ti酸化物+VNといった複合析出物が生成し、粒内フェライト生成能が格段に上昇することも見いだした。 20

【0011】本発明は、これら知見に基づいて構成されたものである。すなわち、本発明は、重量%で、C：0.05～0.18%、Si：0.6%以下、Mn：0.80～1.80%、Al：0.005%以下、P：0.030%以下、S：0.004%以下、Nb：0.005%以下、V：0.04～0.15%、N：0.0050～0.00150%、Ti：0.010～0.050%を含み、かつTi含有量とAl含有量の比、Ti/Alが5.0以上を満足し、さらにCa：0.0010～0.0100%、REM：0.0010～0.0100%のうちの1種または2種を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、酸化物系介在物として、重量%で、Ti酸化物：20～95%、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>：70%以下、Ca酸化物、REM 酸化物のうちの1種または2種の合計：5～50%、MnO：15%以下からなる介在物組成を有する酸化物系介在物を分散させたことを特徴とする引張強さ490MPa以上を有し、溶接熱影響部の韌性に優れた大入熱溶接用高張力鋼材である。

【0012】また、本発明では、前記組成に加えて、さらに重量%で、Cu：0.05～1.0%、Ni：0.05～0.50%、Cr：0.05～0.50%、Mo：0.02～0.20%のうち1種または 50

2種以上を含有することが好ましく、また、本発明では、前記各組成に加えて、さらに重量%で、B：0.0005～0.0030%を含有することが好ましい。

【0013】

【発明の実施の形態】本発明鋼材の化学組成限定理由について、まず説明する。なお、%はとくに表示しないかぎり、重量% (wt%) を意味する。

C：0.05～0.18%

Cは、鋼の強度を増加させる元素であり、所望の強度を確保するためには0.05%以上必要とする。一方、0.18%を超える含有は、母材靱性およびHAZ部靱性を低下させる。このため、Cは0.05～0.18%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.08～0.16%の範囲である。

【0014】Si：0.60%以下

Siは、固溶強化により鋼の強度を増加させるのに有効な元素であるが、0.60%を超える含有は溶接性およびHAZ部靱性を著しく劣化させる。このため、Siは0.60%以下に限定した。

Mn：0.80～1.80%

Mnは、鋼の強度を増加させる元素であり、所望の強度を確保するためには0.80%以上の含有を必要とする。一方、1.80%を超える含有は、組織をフェライト+パーライトからベイナイトなどの低温変態生成物を主体とする組織とするため、母材靱性を低下させる。このためMnは、0.80～1.80%の範囲に限定した。なお、好ましくは1.00～1.70%である。

【0015】Al：0.005%以下

Alは、脱酸剤として作用するが、本発明では予備脱酸剤としてTi脱酸前のO濃度を調整するために用いることができる。しかし、多量に添加すると介在物中のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度が増加し、大型クラスター介在物を生成したり、ノズル詰まりの原因となる。このため、Alは、0.005%以下とした。 30

【0016】P：0.030%以下

Pは、母材およびHAZ部靱性を劣化させるため、できるだけ低減することが望ましいが、0.030%までは許容できる。なお、好ましくは、0.020%以下である。

S：0.004%以下

Sは、MnSを形成することによってVNの析出を促進し、粒内フェライトの生成を促進してフェライト結晶粒を微細にする作用がある。一方、Sはオーステナイト粒界へ偏析しあるいは粒界上にMnSを形成して、鑄片表面割れを発生させやすくする。また、S含有量の増加は、鋼の清浄度を低下させ、母材およびHAZ部靱性を低下させる。このためSは0.004%以下に限定した。

【0017】Nb：0.005%以下

Nbは、固溶して鋼の焼入れ性を高め、粒内フェライトの生成を抑制する。また、Nと結合し窒化物を形成しやすいため、粒内フェライト生成核となるVNの生成量を減少させる。Nbを0.005%を超えて含有させると、VNによる

粒内フェライト生成促進効果が発揮されなくなるため、Nbは0.005%以下に限定した。

【0018】V: 0.04~0.15wt%

Vは、本発明において重要な元素であり、Nと結合してV窒化物(VN)を形成し、冷却中にオーステナイト中に析出する。このV窒化物は粒内フェライト生成核として作用し、フェライト結晶粒を微細化し、靱性を向上させる。このような効果は0.04%以上の含有で認められるが、0.15%を超えて含有すると、母材およびHAZ部靱性、溶接性が劣化する。このため、Vは0.04~0.15%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.05~0.10%である。

【0019】N: 0.005~0.0150%

Nは、Vおよび/またはTiと結合し窒化物を形成する。これらの窒化物は加熱時のオーステナイト粒の成長を抑制するとともに、粒内フェライト生成核として作用し、フェライト結晶粒を微細化して靱性を向上させる。これらの効果を有効に発揮させるためには0.005%以上の含有が必要であるが、0.0150%を超えての含有は固溶N量の増加により母材靱性や溶接性を大きく損なう。このため、Nは0.005~0.0150%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.0070~0.0120%である。

【0020】Ti: 0.010~0.050%

Tiは、本発明で重要な元素の1つである。Ti脱酸を行い、Ti脱酸により生成する酸化物を有効に利用することが本発明の最も重要な要素である。鋼中に分散したTi酸化物は、ピンニング効果によりオーステナイト粒成長を抑制するとともに粒内フェライトの析出を促進する効果を有する。また、脱酸後に鋼中に残存したTiは、その後の冷却過程においてTiNを生成する。TiNはHAZ部のオーステナイト粒の粗大化抑制に寄与し、HAZ部靱性を向上させる。これらの効果を得るためには、0.010%以上のTiを含有する必要があるが、0.050%を超えての含有は、固溶Tiの増加あるいはTi炭化物が析出し、母材およびHAZ部靱性を劣化させる。このため、Tiは0.010~0.050%の範囲に限定した。

【0021】Ti/Al: 5.0以上

本発明では、Ti脱酸し、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>クラスターを生成させないために、Ti/Alを5.0以上とする。Ti-Al-O平衡から、Ti/Alが5.0未満ではAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>クラスターが生成し、酸化物系介在物の均一微細分散ができなくなる。なお、好ましくは、Ti/Alは10.0以上である。

【0022】Ca: 0.0010~0.010%, REM: 0.0010~0.010%のうち1種または2種

Ca、REMは、介在物の低融点化や濡れ性改善に寄与し、脱酸生成物の微細均一分散を実現するために必須となる元素である。このためには、それぞれ0.0010%以上の含有が必要となるが、一方、それぞれ0.010%を超えての含有は、鋼の清浄性を低下させ、母材靱性を損ねる。このため、Ca、REMは0.0010~0.010%の範囲に限定し

た。

【0023】Cu: 0.05~0.50%, Ni: 0.05~0.50%, Cr: 0.05~0.50%, Mo: 0.02~0.20%のうち1種または2種以上

Cu、Ni、Cr、Moは、いずれも焼入性向上に有効な元素であり、鋼の強度を上昇させるために、必要に応じ含有できる。強度増加作用を発揮させるために、Cu、Ni、Crは0.05%以上、Moは0.02%以上の含有が必要となる。一方、CuおよびNiは0.5%を超えて含有すると効果は飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり経済的に不利となるため、Cu、Niは0.05~0.50%の範囲に限定した。また、Cr、Moはそれぞれ0.50%、0.20%を超えると溶接性や靱性が劣化する。このため、Crは0.05~0.50%、Moは0.02~0.20%の範囲に限定するのが好ましい。

【0024】B: 0.0005~0.0030%

Bは、オーステナイト粒界に偏析し、靱性を劣化させる粗大な粒界フェライトの形成を抑制する効果を有し、また、HAZ部で溶接後の冷却中にBNを形成し、粒界フェライトの生成を促進する効果を有する元素であり、必要に応じ含有できる。冷却速度が比較的速い低入熱溶接の場合には、VNの析出に十分な時間がとれないためVNによる粒内フェライト生成は不十分になるが、BNはVNよりも短い時間で析出可能なため、VNの析出が不足するような低入熱の溶接条件において、とくに粒内フェライト生成促進効果を発揮する。このような効果を得るためには、0.0005%以上の含有が必要となるが、0.0030%を超えて含有すると、靱性が劣化する。このため、Bは0.0005~0.0030%の範囲に限定するのが好ましい。

【0025】上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免的不純物である。不可避免の不純物としては、O: 0.010%以下が許容できる。また、本発明では、鋼材中に微細分散される介在物(酸化物系介在物)は、重量%で、Ti酸化物: 20~95%、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: 70%以下、Ca酸化物、REM酸化物のうちの1種または2種の合計: 5~50%、MnO: 15%以下からなる介在物組成を有する。

【0026】Ti酸化物: 20~95%

Ti酸化物は、フェライト核生成サイトとして作用し、さらに粒内フェライト生成能を有するMnS、VN等の析出サイトとしても作用する。このため、本発明では、酸化物系介在物をTi酸化物を主体とする組成とする。粒内フェライトの析出を促進するために必要な、酸化物系介在物中のTi酸化物の濃度は20%以上である。20%未満では、粒内フェライトの析出が促進されない。一方、酸化物系介在物中のTi酸化物の濃度が95%を超えると、酸化物系介在物の融点が高温度となり、浸漬ノズル壁への介在物の付着が起きやすくなり、ノズル詰まりが発生しやすくなる。このため、酸化物系介在物中のTi酸化物の濃度は20~95%に限定する。なお、好ましくは、50~95%である。また、本発明でいう、Ti酸化物はTiO<sub>2</sub>、Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等が好適である。

【0027】 $Al_2O_3$  : 70%以下

$Al_2O_3$  は、大形クラスター介在物を形成しやすく、酸化物系介在物の均一、微細分散を阻害する。このため、本発明では酸化物系介在物中の $Al_2O_3$  濃度をできるだけ低減するのが好ましい。酸化物系介在物中の $Al_2O_3$  濃度が70%を超えると、介在物の溶鋼との濡れ性を低下させ、さらにはノズル詰まりが顕著となる。このようなことから、酸化物系介在物中の $Al_2O_3$  濃度は70%以下とする。

【0028】Ca酸化物、REM 酸化物のうちの1種または2種の合計 : 5 ~ 50%

本発明では、酸化物系介在物の融点を低下させるため、酸化物系介在物中にCa酸化物 ( $CaO$ )、REM 酸化物のうちの1種または2種を合計で5%以上含有させる。また、Ca、REM は、Sと結合して硫化物を形成しやすいため、酸化物系介在物中のCa酸化物 ( $CaO$ )、REM 酸化物の濃度が50%を超えて高くなると、介在物周囲に $CaS$ 、REM 硫化物が形成される。このため、介在物の粗大化を招くとともに、酸化物系介在物の粒内フェライトの析出促進能が低下する。このようなことから、酸化物系介在物中のCa酸化物、REM 酸化物のうちの1種または2種を、合計で5 ~ 50%の範囲に限定した。

【0029】 $MnO$  : 15%以下

$MnO$  は、Ti酸化物の粒内フェライト析出促進能を低下させる作用を有する。このため、酸化物系介在物中の $MnO$  を15%以下に限定する。なお、本発明の鋼材では、酸化物系介在物の含有量は0.005 ~ 0.025 重量%とするのが好ましい。また、含有される酸化物系介在物の大きさは $3\mu m$  以下とするのが好ましい。 $3\mu m$  を超えると、オーステナイト粒粗大化抑制能や、粒内フェライト析出促進能が低下する。

【0030】また、本発明では、介在物の量は、光学顕微鏡による清浄度試験、あるいは抽出残渣の定量によって、また、介在物の組成は、SEM (走査型電子顕微鏡) を用い、EDXによる定量分析によって測定するものとする。つぎに、本発明鋼材の製造方法について説明する。上記した組成の溶鋼を、Ti脱酸して溶製する。なお、Alによる予備脱酸を行ってもよいのは言うまでもない。溶製方法は、とくに限定されないが、転炉、電気炉、真空溶解炉等の通常公知の溶製方法がいずれも好適に利用できる。なお、脱酸方法をTi脱酸とすることにより、脱酸生成物がTi酸化物主体の介在物となる。脱酸生

成物組成の調整は、合金元素の添加量と予備脱酸の手順によるのが好ましい。

【0031】溶鋼は、ついで連続 casting 法、造塊法等の通常公知の casting 方法がいずれも好適に利用でき、スラブ等の圧延素材に casting される。圧延素材は、1000 ~ 1250℃の温度に再加熱されるか、あるいは再加熱されることなく熱間圧延を施され、厚鋼板とされる。本発明では、熱間圧延条件、熱間圧延後の冷却は、とくに限定されない。

【0032】

10 【実施例】表1に示す組成の鋼を真空溶解炉で溶製した。なお、酸化物系介在物の組成は、主としてTi/AlのバランスとCa、REMの添加量を変化することにより調整した。また、ノズルを用いて取鍋から溶鋼を鑄型内に注入し鋼塊とした。鑄造中のノズル内の介在物の付着状況について、鑄造後ノズル内を目視観察して介在物の付着の有無も調査した。

20 【0033】なお、比較例として、酸化物系介在物の組成を本発明範囲から外れて、Ti酸化物を多くするには、Al脱酸をせず、かつTi/Al比を大きくし、 $CaO$ 、REM酸化物を多くするには、CaあるいはREMの添加量を多くし、 $Al_2O_3$  を多くするには、Alによる予備脱酸を十分にに行い、 $MnO$  を多くするには、Mnによる予備脱酸を行うとともに、Al、Ti、Caの添加量を少なくすることによった。

30 【0034】これら鋼塊を分塊圧延により100mm厚のスラブとした。ついで、これらスラブを1200℃に加熱し、熱間圧延により板厚20mmの鋼板とした。なお、圧延後空冷した。これらの圧延のまま材を用いて、母材の引張特性、シャルピー衝撃靱性を調査した。また、圧延のまま材から試験片を採取し、最高加熱温度1400℃で入熱50kJ/cm相当および1000kJ/cmエレクトロスラグ溶接継手ボンド部相当の熱サイクルを付与したのち、-20℃でのシャルピー吸収エネルギー (vE<sub>20</sub>) を求め、HAZ部靱性 (再現HAZ靱性) を評価した。800 ~ 500℃の平均冷却時間はそれぞれ25sec、1000secとした。なお、圧延のまま材から試験材を採取し、鋼材中の酸化物系介在物の組成を調査した。組成の分析方法は、前記したように、SEMに付属するEDXによる定量分析によった。

40 【0035】これらの結果を表2に示す。

【0036】

【表1】

化 学 成 分 (重量%)																				
例 No	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	B	Ti	Ca	REM	O	Ceq	Ti/Al
A	0.14	0.31	1.35	0.012	0.0016	0.003	—	—	—	—	0.066	0.001	0.0088	0.0002	0.025	0.0018	—	0.0026	0.383	8.3
B	0.14	0.23	1.38	0.014	0.0015	0.003	—	—	—	—	0.064	0.001	0.0071	0.0002	0.022	—	0.0026	0.0037	0.384	7.3
C	0.13	0.25	1.41	0.011	0.0009	0.003	0.32	—	—	—	0.068	0.001	0.0086	0.0002	0.018	0.0020	0.0016	0.0021	0.380	6.0
D	0.13	0.30	1.32	0.010	0.0028	0.004	0.55	0.25	—	—	0.082	0.002	0.0117	0.0001	0.026	0.0017	—	0.0039	0.375	6.5
E	0.12	0.10	1.25	0.014	0.0033	0.005	—	—	0.26	—	0.051	0.001	0.0092	0.0001	0.033	0.0025	—	0.0027	0.388	6.6
F	0.12	0.22	1.38	0.015	0.0018	0.002	—	—	—	0.12	0.072	0.001	0.0076	0.0003	0.021	0.0032	—	0.0031	0.394	10.5
G	0.12	0.20	1.45	0.009	0.0025	0.003	—	0.41	—	—	0.074	0.002	0.0088	0.0002	0.023	0.0015	—	0.0029	0.386	7.7
H	0.12	0.25	1.36	0.013	0.0031	0.002	0.25	0.12	0.15	—	0.060	0.003	0.0076	0.0001	0.037	—	0.0056	0.0020	0.394	18.5
I	0.13	0.24	1.47	0.017	0.0010	0.003	—	—	—	—	0.052	0.001	0.0083	0.0008	0.021	0.0021	—	0.0041	0.389	7.0
J	0.14	0.15	1.38	0.012	0.0022	0.001	0.30	—	—	—	0.061	0.002	0.0096	0.0012	0.012	—	0.0028	0.0037	0.381	12.0
K	0.13	0.20	1.42	0.016	0.0013	0.002	—	0.28	—	—	0.059	0.001	0.0085	0.0015	0.027	0.0023	—	0.0038	0.386	13.5
L	0.11	0.03	1.22	0.015	0.0011	0.002	—	—	0.37	—	0.060	0.001	0.0097	0.0007	0.028	0.0024	0.0011	0.0040	0.393	14.0
M	0.12	0.32	1.24	0.014	0.0024	0.003	—	—	—	0.18	0.058	0.001	0.0092	0.0011	0.024	0.0014	—	0.0028	0.389	8.0
N	0.14	0.33	1.33	0.012	0.0020	0.003	—	—	—	—	0.068	0.001	0.0103	0.0001	0.048	0.0010	—	0.0033	0.380	16.0
O	0.13	0.21	1.38	0.011	0.0013	0.002	0.13	0.08	—	—	0.061	0.001	0.0097	0.0001	0.026	0.0002	—	0.0028	0.375	13.0
P	0.14	0.25	1.37	0.019	0.0029	0.001	—	—	—	—	0.068	0.001	0.0082	0.0002	0.023	0.0016	—	0.0019	0.383	23.0
Q	0.13	0.20	1.24	0.017	0.0019	0.002	—	—	0.21	—	0.055	0.001	0.0088	0.0001	0.020	0.0035	0.0022	0.0028	0.391	10.0
R	0.13	0.24	1.30	0.012	0.0024	0.001	—	—	—	0.12	0.063	0.002	0.0085	0.0003	0.012	0.0012	—	0.0024	0.391	12.0
S	0.12	0.31	1.45	0.011	0.0018	0.003	0.24	0.12	—	—	0.055	0.010	0.0080	0.0002	0.022	0.0032	—	0.0020	0.382	7.3
T	0.13	0.21	1.25	0.011	0.0027	0.001	—	0.11	0.05	0.05	0.058	0.002	0.0078	0.0002	0.008	0.0013	0.0018	0.0027	0.376	8.0
U	0.14	0.34	1.34	0.012	0.0023	0.003	0.15	0.13	—	—	0.062	0.001	0.0045	0.0002	0.024	0.0015	—	0.0031	0.383	8.0



鋼材 No	鋼 No	介在物組成					ノズル 内の 介在物 付着	母材特性				再現HAZ部特性		備考
		Ti酸化 物 **	CaO + REM 酸化物 **	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> **	MnO 等**	合計量 (wt%)		YS (MPa)	TS (MPa)	vTrs (°C)	vE <sub>-20</sub> (J)	50kJ/cm vE <sub>-20</sub> (J)	1000kJ/cm vE <sub>-20</sub> (J)	
1	A	70	10	15	5	0.008	無	365	523	-36	217	102	68	本 発 明 例
2	B	65	10	20	5	0.014	無	364	521	-35	222	108	67	
3	C	55	25	17	3	0.009	無	370	534	-38	230	100	73	
4	D	60	20	16	4	0.012	無	372	538	-40	244	124	81	
5	E	60	20	17	3	0.009	無	370	540	-35	220	102	66	
6	F	75	15	8	2	0.010	無	375	542	-37	236	135	89	
7	G	70	15	11	4	0.009	無	372	542	-36	222	119	72	
8	H	80	15	2	3	0.010	無	386	559	-35	227	144	98	
9	I	60	20	16	4	0.013	無	366	524	-38	236	110	70	
10	J	70	15	11	4	0.015	無	377	532	-36	230	149	84	
11	K	75	15	7	3	0.012	無	371	528	-45	261	180	94	
12	L	75	15	8	2	0.017	無	375	530	-40	249	158	98	
13	M	65	10	21	4	0.009	無	388	555	-35	221	101	65	
14	N	97	2	1	0	0.010	有	363	529	-35	220	127	65	比 較 例
15	O	98	0	2	0	0.008	有	370	535	-35	223	130	71	
16	P	15	3	80	2	0.004	有	366	532	-38	234	95	23	
17	Q	5	75	19	1	0.013	無	375	538	-40	240	108	25	
18	R	30	5	45	20	0.007	有	377	538	-36	241	92	19	
19	S	65	20	10	5	0.007	無	388	535	-19	182	46	12	
20	T	68	20	10	2	0.011	無	367	530	-33	216	42	16	
21	U	70	20	7	3	0.009	無	355	525	-15	165	67	15	

\*\*)重量% (介在物中の含有量)

【0038】本発明例（鋼材No. 1～No. 13）は、母材の引張強さTSが490MPa以上、破面遷移温度vTrsは-30℃以下と高強度高靱性を有する鋼材となっている。本発明例は、入熱50kJ/cm および1000kJ/cm 相当の再現HAZ部で、試験温度：-20℃におけるシャルピー吸収エネルギー（vE<sub>-20</sub>）が40J 以上と高靱性を有している。一方、比較例は、HAZ部靱性が低下している。鋼材No. 1

7、No. 18 では、介在物組成が本発明範囲を外れているため、1000kJ/cm の超大入熱溶接継手ボンド部相当の再現HAZ部のvE<sub>-20</sub> が30J 以下と低い。また、鋼材No. 19 は、Nbが本発明の範囲を超えて含有されているため、また、鋼材No. 20 は、Ti含有量が本発明の範囲を外れて不足しているため、再現HAZ部のvE<sub>-20</sub> が低下している。また、鋼材No. 14、No. 15、No. 16、No. 18 は、介



在物組成が本発明の範囲を外れているため、ノズル内に  
介在物が付着している。

【0039】

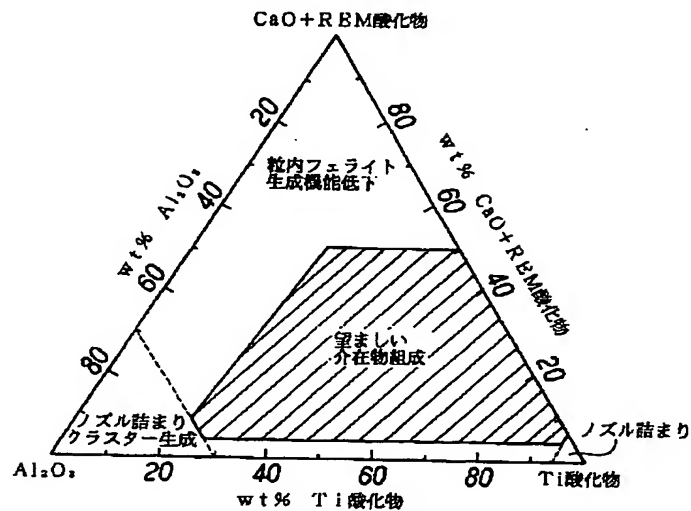
【発明の効果】本発明によれば、大入熱溶接熱影響部靱  
性に優れた、引張強さ490 MPa 以上の大入熱溶接用高張\*

\* 力鋼材を工業的に容易に製造でき、産業上格段の効果を  
奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】酸化物系介在物組成の好適な範囲を示す3元系  
状態図である。

【図1】



フロントページの続き

(72) 発明者 天野 虔一  
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地な  
し) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内